



PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **2001220647 A**(43) Date of publication of application: **14.08.01**

(51) Int. Cl.

C22C 38/00**C21D 9/46****C22C 38/14****C22C 38/58**(21) Application number: **2000028140**(22) Date of filing: **04.02.00**(71) Applicant: **KAWASAKI STEEL CORP**(72) Inventor:
KAWABE HIDENAO
SHIMIZU TETSUO
FURUKIMI OSAMU**(54) HIGH STRENGTH COLD ROLLED STEEL PLATE
EXCELLENT IN WORKABILITY AND
PRODUCING METHOD THEREFOR**

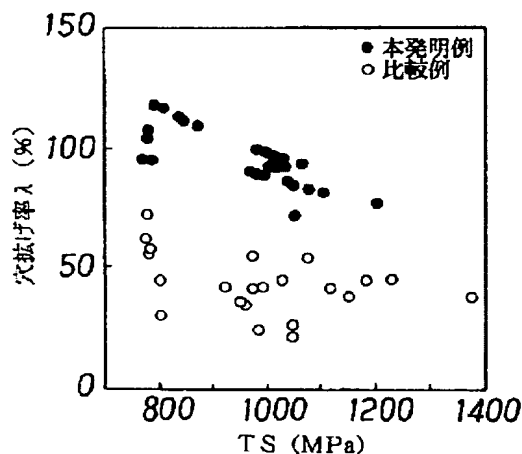
(57) Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a high strength cold rolled steel plate having tensile strength of 780 MPa or more, excellent in a balance of strength-elongation and, moreover, a balance of strength-a pore expanding ratio and excellent in stretch flanging workability in particular and to provide a method for producing the same.

SOLUTION: A steel stock containing 0.05 to 0.15% C, 2.5 to 3.5% Mn and 0.05 to 0.3% Ti is heated at 1,050 to 1,250°C and is rolled in such a manner that the cumulative draft in the low temperature region of the dynamic recrystallizing temperature is controlled to 60% or more, the final draft to 15 to 30%, and FDT to 850 to 950°C, within 0.5 sec after the completion of the rolling, cooling is started, and the same is cooled at a cooling rate of 30°C/s or more and is coiled at 350 to 550°C to form a hot rolled plate. Next, the hot rolled plate is subjected to cold rolling into a cold rolled plate, is thereafter subjected to continuous annealing in the range of (the Ar3 transformation point) to (the Ac3 transformation point + 100°C) and is subsequently

subjected to rapid cooling at 40 to <100°C/s to 200 to 400°C to form a steel plate having a structure containing fine bainite with the average crystal grain size of 5.0 μ m or less as the main phase.

COPYRIGHT: (C)2001,JPO



(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2001-220647

(P2001-220647A)

(43) 公開日 平成13年8月14日 (2001.8.14)

(51) Int.Cl.⁷

識別記号

F I

テ-マ-ト (参考)

C 2 2 C 38/00

3 0 1

C 2 2 C 38/00

3 0 1 S 4 K 0 3 7

C 2 1 D 9/46

C 2 1 D 9/46

F

C 2 2 C 38/14

C 2 2 C 38/14

38/58

38/58

審査請求 未請求 請求項の数4 O L (全 14 頁)

(21) 出願番号

特願2000-28140 (P2000-28140)

(22) 出願日

平成12年2月4日 (2000.2.4)

(71) 出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

(72) 発明者 川邊 英尚

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(72) 発明者 清水 哲雄

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(74) 代理人 100099531

弁理士 小林 英一

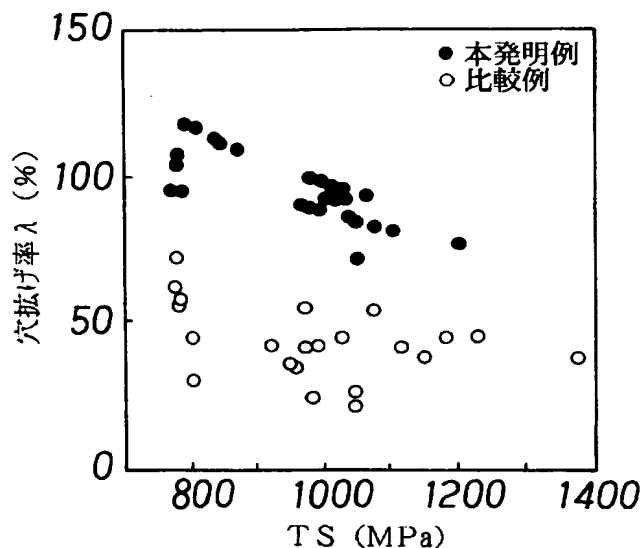
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 加工性に優れた高強度冷延鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 引張強さ780MPa以上を有し、強度-伸びバランス、さらに強度-穴拡張率バランスに優れ、とくに伸びフランジ加工性に優れた高強度冷延鋼板およびその製造方法を提案する。

【解決手段】 C: 0.05~0.15%、Mn: 2.5~3.5%、Ti: 0.05~0.3% を含有する鋼素材を、1050~1250℃の温度に加熱し、動的再結晶温度低温域で累積圧下量: 60%以上、最終圧下率: 15~30%とし、F D Tを850~950℃とし、圧延終了後0.5秒以内に冷却を開始し、30℃/s以上の冷却速度で冷却し、350~550℃で巻き取り熱延板とする。ついで冷間圧延を施し冷延板としたのち、(Ac₃ 変態点)~(Ac₃ 変態点+100℃)の範囲で連続焼鈍を施した後、40~100℃/s未満で200~400℃まで急冷して、平均結晶粒径5.0 μm以下の微細ベイナイトを主相として含む組織を有する鋼板とする。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、

C : 0.05~0.15%、 Si : 0.05~0.50%、
Mn : 2.5 ~3.5 %、 P : 0.02%以下、
S : 0.0035%以下、 Al : 0.1 %以下、
Ti : 0.05~0.3 %

を含有し、残部Feおよび不可避免の不純物からなる組成を有し、かつ平均結晶粒径 $5.0 \mu\text{m}$ 以下の微細ベイナイトを80%以上の分率で含む組織を有することを特徴とする加工性に優れた高強度冷延鋼板。

【請求項2】 前記組成に加えさらに、質量%で、下記(A群)~(C群)のうちから選ばれた1群または2群以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の加工性に優れた高強度冷延鋼板。

記

A群: Cr : 0.01~0.5 %、Cu : 0.01~1.0 %、Ni : 0.01~1.0 %、Mo : 0.01~1.0 %、V : 0.01~0.3 %、Zr : 0.01~0.3 %、B : 0.0001~0.005 %のうちの1種または2種以上、

B群: Nb : 0.005 ~0.05%、

C群: Ca : 0.0001~0.005 %、REM : 0.0001~0.005 %のうちの1種または2種

【請求項3】 質量%で、

C : 0.05~0.15%、 Si : 0.05~0.50%、
Mn : 2.5 ~3.5 %、 P : 0.02%以下、
S : 0.0035%以下、 Al : 0.1 %以下、
Ti : 0.05~0.3 %

を含有し、残部Feおよび不可避免の不純物からなる組成を有する鋼素材を、1050~1250℃の温度に再加熱するか、あるいは1050~1250℃の温度になってから、動的再結晶温度低温域での圧下パスを4パス以上、動的再結晶温度低温域での累積圧下量を60%以上でかつ動的再結晶温度低温域での最終圧下率を15~30%とし、仕上げ圧延終了温度FDTを850~950℃とする熱間圧延を施し、該熱間圧延終了後0.5秒以内に冷却を開始し、30℃/s以上の冷却速度で冷却し、350~550℃で巻き取り熱延板とし、ついで該熱延板に冷間圧延を施し冷延板としたのち、該冷延板に(Ac₃変態点)~(Ac₃変態点+100℃)の範囲の焼鈍温度で連続焼鈍を施し、該焼鈍温度から40℃/s以上100℃/s未満の冷却速度で200~400℃の温度域まで急冷することを特徴とする加工性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

【請求項4】 前記組成に加えてさらに、質量%で、下記(A群)~(C群)のうちから選ばれた1群または2群以上を含有することを特徴とする請求項3に記載の加工性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

記

A群: Cr : 0.01~0.5 %、Cu : 0.01~1.0 %、Ni : 0.01~1.0 %、Mo : 0.01~1.0 %、V : 0.01~0.3 %、Zr : 0.01~0.3 %、B : 0.0001~0.005 %のうちの1種また

(2)

特開2001-220647

2

は2種以上、

B群: Nb : 0.005 ~0.05%、

C群: Ca : 0.0001~0.005 %、REM : 0.0001~0.005 %のうちの1種または2種

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、自動車部品のうち、自動車の対衝突安全性の向上を目的として使用されるドアインパクトビーム、バンパー等の部品に用いて好適な引張強さが780MPa以上の高強度冷延鋼板に係り、とくに、延性、伸びフランジ加工性等の加工性の改善に関する。

【0002】

【従来の技術】近年、自動車の安全性向上および車体重量の軽量化のため、自動車部品への高強度薄鋼板の使用が強く要望されている。とくに、衝突時にキャビンの変形を抑制するために使用されるバンパー部品やインパクトビーム等に使用する鋼板には、590MPaを超える高強度が従来からも要求されている。さらに、高強度化による薄肉化の要望を達成するためには、引張強さが780MPa以上を有する鋼板が要望されている。また、バンパー部品やインパクトビーム等に使用する鋼板には、高強度を有することに加えてさらに延性、曲げ成形性、伸びフランジ加工性等の加工性に優れることが求められている。

【0003】従来から、鋼の強化機構として、加工強化、組織強化、析出強化等が広く知られている。これらの強化機構により、強度は容易に増加するが、しかし、強度の増加に伴い延性が低下し、加工性が劣化する。高強度になればなるほど、加工性の劣化は著しくなる。このような加工性の劣化を防止した高張力鋼板として、フェライトを主相とし、マルテンサイト、ベイナイト等を第2相とする複合組織鋼板(デュアルフェーズ鋼板)が提案されている。例えば、特開平4-236741号公報には、フェライトを主相とする複合組織を有し、引張強さ80kgf/mm²(780MPa)以上でかつ降伏比が60%以下を有する溶融亜鉛めっき鋼板が開示されている。しかし、特開平4-236741号公報に示された鋼板は、強度(TS)-伸び(EI)バランス(TS)×(EI)が17000~25000MPa%と優れた加工性を有しているが、強度(TS)-穴抜け率(λ)バランスが必ずしも十分ではなく、穴抜け加工性、広義の意味での伸びフランジ性が、最近の自動車部品用鋼材への要求値に比べ不十分であるという問題があった。これは、組織的不均一や、硬質相と軟質相の局部的混在などのため、穴抜け試験時に亀裂の起点となる場所が多数存在し、穴抜け率が低下し、伸びフランジ性が十分でなかったものと考えられる。

【0004】また、特開平7-188767号公報には、伸びフランジ性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法が開示されている。この技術は、重量%で、C : 0.03~0.10%、Si : 0.3~1.0%、Mn : 1.6~3.0%含有し、あるいは

さらにTi、Nb、Bのうちの少なくとも1種を含有する鋼を熱間圧延と冷間圧延により鋼板としたのち、この鋼板をA₃変態点以上900℃以下で焼鈍し、600℃以上の温度から100～500℃/秒の冷却速度で200～300℃まで急冷し、続いて200～400℃で保温または再加熱して、ベイナイト主体の組織を有し引張強さ780MPa以上の伸びフランジ性に優れた高強度冷延鋼板を得るというものである。しかしながら、特開平7-188767号公報に記載された技術で製造された鋼板は、強度－伸びバランス(TS)×(EI)が14000～17000MPa%程度であり、現状の自動車部品用鋼材への要求値を満足するに足る十分な加工性を有しているとはいえない。

【0005】また、特開平10-237547号公報には、高延性高強度冷延鋼板が開示されている。この鋼板は、重量%で、C:0.08～0.30%、Si:0.1～2.5%、Mn:0.5～2.5%含有し、さらにCa:0.0010～0.0100%を含み、組織が低温変態生成物または40%以上の低温変態生成物および残部フェライトからなる冷延鋼板であり、低温変態生成物の硬さを規定している。この鋼板は、冷間圧延されたのち、A_{c1}変態点以上の温度で再結晶焼鈍し、ついで強制空冷し、450～800℃の温度域から100℃/秒以上で焼入れし、200～450℃で過時効処理を施すことにより製造される。しかしながら、特開平10-237547号公報に記載された鋼板は、強度(TS)－穴抜け率(λ)バランス(TS×λ)が65000MPa%以下程度と穴抜け加工性が低く、現状の自動車部品用鋼材への要求値を満足するに足る十分な加工性を有しているとはいえない。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、上記した従来技術の問題を解決し、引張強さ780MPa以上を有し、強度－伸びバランス、さらに強度－穴抜け率バランスに優れ、延性および加工性、とくに伸びフランジ加工性に優れた高強度冷延鋼板およびその製造方法を提案することを目的とする。なお、本発明鋼板では、強度－伸びバランスの目標値は、TS×EIが19000MPa%以上、伸びフランジ加工性の指標の一つである強度－穴抜け率バランスの目標値は、TS×λが74000MPa%以上とした。なお、λは穴抜け率(%)である。

【0007】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、上記した課題を達成するべく、鋼成分、製造条件、金属組織等の観点から鋭意考究を重ねた。その結果、鋼成分と製造条件を適正範囲に調整し、冷間圧延前の組織を均一微細化したうえで、さらに冷延焼鈍条件を調整することにより、組織を平均結晶粒径5.0μm以下の微細なベイナイトを主相とする組織とすることができ、これにより、加工時の割れの発生起点が減少し、強度レベルを低下することなく、従来にない優れた伸びフランジ加工性と高い強度－伸びバランスを有する高強度鋼板となり、プレス成形性の改善が図れることを知見した。

【0008】本発明は、上記した知見に基づき、さらに検討を加えて完成されたものである。すなわち、本発明は、質量%で、C:0.05～0.15%、Si:0.05～0.50%、Mn:2.5～3.5%、P:0.02%以下、S:0.0035%以下、Al:0.1%以下、Ti:0.05～0.3%を含有し、残部Feおよび不可避免の不純物からなる組成を有し、かつ平均結晶粒径5.0μm以下の微細ベイナイトを80%以上の分率で含む組織を有することを特徴とする加工性に優れた高強度冷延鋼板であり、また、本発明では、前記組成に加えさらに、質量%で、次(A群)～(C群)

A群:Cr:0.01～0.5%、Cu:0.01～1.0%、Ni:0.01～1.0%、Mo:0.01～1.0%、V:0.01～0.3%、Zr:0.01～0.3%、B:0.0001～0.005%のうちの1種または2種以上、

B群:Nb:0.005～0.05%、

C群:Ca:0.0001～0.005%、REM:0.0001～0.005%のうちの1種または2種

のうちから選ばれた1群または2群以上を含有することが好ましい。

【0009】また、第2の本発明は、質量%で、C:0.05～0.15%、Si:0.05～0.50%、Mn:2.5～3.5%、P:0.02%以下、S:0.0035%以下、Al:0.1%以下、Ti:0.05～0.3%を含有し、残部Feおよび不可避免の不純物からなる組成を有する鋼素材を、1050～1250℃の温度に再加熱するか、あるいは1050～1250℃の温度になってから、動的再結晶温度低温域での圧下パスを4パス以上、動的再結晶温度低温域での累積圧下量を60%以上でかつ動的再結晶温度低温域での最終圧下率を15～30%とし、仕上げ圧延終了温度FDTを850～950℃とする熱間圧延を施し、該熱間圧延終了後0.5秒以内に冷却を開始し、30℃/s以上の冷却速度で冷却し、350～550℃で巻き取り熱延板とし、ついで該熱延板に冷間圧延を施し冷延板としたのち、該冷延板に(A_{c3}変態点)～(A_{c3}変態点+100℃)の範囲の焼鈍温度で連続焼鈍を施し、該焼鈍温度から40℃/s以上100℃/s未満の冷却速度で200～400℃の温度域まで急冷することを特徴とする加工性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法である。また、第2の本発明では、前記組成に加えてさらに、質量%で、次(A群)～(C群)

A群:Cr:0.01～0.5%、Cu:0.01～1.0%、Ni:0.01～1.0%、Mo:0.01～1.0%、V:0.01～0.3%、Zr:0.01～0.3%、B:0.0001～0.005%のうちの1種または2種以上、

B群:Nb:0.005～0.05%、

C群:Ca:0.0001～0.005%、REM:0.0001～0.005%のうちの1種または2種

のうちから選ばれた1群または2群以上を含有してもよい。

【0010】

【発明の実施の形態】まず、本発明の高強度冷延鋼板の

化学成分限定理由について説明する。なお、以下、質量%は特に断らないかぎり単に%と記す。

C: 0.05~0.15%

Cは、オーステナイト安定化元素であり、低温変態相を利用して鋼を強化する変態組織強化に有効に作用する。引張強さ780MPa以上を得るためには、少なくとも0.05%の含有を必要とする。一方、0.15%を超えて含有すると、溶接性、加工性が劣化する。このため、Cは0.05~0.15%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.07~0.09%である。

【0011】Si: 0.05~0.50%

Siは、強度向上に寄与する元素であり、本発明では0.05%以上の含有を必要とする。一方、0.50%を超えて含有すると、フェライト変態が促進され、所望の量の低温変態相が形成されず、強度が不足する。このため、Siは0.05~0.50%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.10~0.30%である。

【0012】Mn: 2.5 ~3.5 %

Mnは、Sと結合し、Sによる熱間割れを防止するのに有効な元素であり、含有するS量に応じ添加する。また、Mnは A_{r3} 変態点を低下させる作用を通し、結晶粒の微細化に寄与し、強度-伸びバランスを高める。さらに、Mnは鋼の焼入れ性を向上させ、とくに冷延焼鈍の冷却過程で、組織をベイナイト相を主とする組織にし、鋼を顕著に高強度化する。このような効果は、2.5 %以上の含有で認められるが、3.5 %を超えて含有しても効果が飽和する。このため、Mnは2.5 ~3.5%の範囲に限定した。

【0013】P: 0.02%以下

Pは、鋼中に蓄積された水素に起因する水素脆化や遅れ破壊を防止する作用を有している。しかし、過多に含有すると、組織の不均一をもたらすうえ、鑄造時の凝固偏析が顕著となり、内部割れや加工性の劣化を生じる。このため、Pは0.02%以下に限定した。なお、好ましくは0.005 ~0.015 %である。

【0014】S: 0.0035%以下

Sは、鋼中では硫化物として存在し、応力集中源となり、伸びフランジ加工性等の加工性を低下する。このため、Sはできるだけ低減するのが望ましいが、0.0035%以下であれば、本発明が目的とするような高強度材でも穴抜き加工性に悪影響を及ぼさない。このようなことから、Sは0.0035%以下に限定した。なお、好ましくは0.0020%以下である。

【0015】Al: 0.1 %以下

Alは、脱酸剤として作用し、さらにTi等の炭窒化物形成元素の歩留りを向上させるとともに、結晶粒を微細化する元素であるが、0.1 %を超える含有は、酸化物系介在物を増加させ清浄度を低下させ、表面性状、加工性を劣化させる。このため、Alは0.1 %以下に限定した。なお、好ましくは0.02~0.06%である。

【0016】Ti: 0.05~0.3 %

(4)

Tiは、本発明では重要な元素の一つであり、まず鋼素材(スラブ)加熱段階でTiCとして存在し、初期オーステナイト粒を微細化し、それ以降の熱間圧延過程での動的再結晶を誘起させるために有効に作用する。また、Tiは、フェライト変態を抑制して焼入れ性を向上させ、冷延焼鈍後の冷却過程でベイナイト組織を得やすくするという効果もある。このような効果は、0.05%以上の含有で認められる。一方、0.3 %を超える含有は、硬質な析出物が多量に形成され、伸びフランジ加工性が低下する。このため、Tiは0.05~0.3 %の範囲に限定した。なお、好ましくは0.1 ~0.2 %である。

【0017】上記した成分に加えて、さらに(A群)~(C群)のうちから選ばれた1群または2群以上に含まれる元素を必要に応じ含有できる。

A群: Cr: 0.01~0.5 %, Cu: 0.01~1.0 %, Ni: 0.01~1.0 %, Mo: 0.01~1.0 %, V: 0.01~0.3 %, Zr: 0.01~0.3 %, B: 0.0001~0.005 %のうちの1種または2種以上、Cr、Cu、Ni、Mo、V、Zr、Bはいずれも、鋼の強度を増加させる元素であり、これら元素のうちの1種または2種以上を選択して含有できる。

【0018】Cr、Cu、Ni、Moは、伸びの低下を比較的小さく抑えたうえで、鋼の強度を増加させるのに有効な元素であり、0.01%の含有で効果が認められる。なお、Crは0.5 %を、Cu、Ni、Moは1.0 %を超えて含有しても効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できない。このため、Crは0.01~0.5 %, Cuは0.01~1.0 %, Niは0.01~1.0 %, Moは0.01~1.0 %の範囲とするのが好ましい。なお、より好ましくはCrは0.1 ~0.3 %, Cuは0.1 ~0.5 %, Niは0.1 ~0.5 %, Moは0.1 ~0.5 %である。

【0019】V、Zrは、鋼の強度を増加させるとともに、局部伸びを向上させる元素である。このような効果は、それぞれ0.01%以上の含有で認められるが、それぞれ0.3%を超えて含有しても効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できない。このため、V、Zrはそれぞれ0.01~0.3 %の範囲とするのが好ましい。なお、より好ましくはVは0.01~0.1 %, Zrは0.01~0.1 %である。

【0020】Bは、焼入れ性を増加させて、フェライト等の軟質相の析出を防止しベイナイト相形成を容易として、鋼の強度を増加させる元素である。このような効果は0.0001%以上の含有で認められる。なお、0.005 %を超えて含有しても更なる効果の増加が得られない。このため、Bは0.0001~0.005 %の範囲とするのが好ましい。なお、より好ましくは0.0001~0.0020%である。

【0021】B群: Nb: 0.005 ~0.05%、Nbは、NbC等として析出し組織の微細化に有効に作用する元素であり、本発明では、必要に応じ含有できる。さらに、Nbはフェライト-パーライトの生成を抑制してベイナイトを主とする組織の形成を容易にし、高強度にもかかわらず延性、穴抜き加工性を向上させる効果を有している。こ

のような効果は0.005 %以上の含有で認められるが、0.05%を超えて含有すると、鋼中に硬質な析出物が多量に形成され伸びフランジ性が低下する。このため、Nbは0.005 ~ 0.05%の範囲とするのが好ましい。なお、より好ましくは0.02~0.04%である。

【0022】C群：Ca：0.0001~0.005 %、REM：0.001~0.005 %のうちの1種または2種

Ca、REM は、いずれも硫化物系介在物を球状化して、応力集中源を減少させて、伸びフランジ加工性を向上させる効果を有しており、本発明では必要に応じ含有できる。これらの効果はCa、REMとも0.0001%以上の含有で認められるが、0.005 %を超えて含有しても効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できない。このため、Ca：0.0001~0.005 %、REM：0.0001~0.005 %の範囲とするのが好ましい。

【0023】なお、上記した成分以外の残部はFeおよび不可避免の不純物である。不可避免の不純物としては、N：0.0060%以下、O：0.0060%以下が許容できる。上記した組成を有する本発明鋼板は、平均結晶粒径5.0 μm 以下の微細ベイナイトを面積率で80%以上の分率で含む組織を有する。本発明鋼板の組織は、面積率で評価した分率で、微細なベイナイトを主相として80%以上含有し、副相として、ベイナイト以外のフェライト、マルテンサイト、パーライト、残留オーステナイトを合計20%以下、好ましくは10%以下含有してもよい。副相が20%を超えると、穴抜け率で代表される伸びフランジ性が劣化する。ベイナイトを主相として、80%以上の分率で含有する組織とすることにより、高強度を確保できしかも同一強度の他の組織（例えば、フェライトとマルテンサイトの複合組織）にくらべ伸びフランジ加工性が顕著に向上する。

【0024】また、本発明鋼板の組織は、平均結晶粒径5.0 μm 以下の微細ベイナイトを主相とする組織とする。本発明では、結晶粒径の測定は、板厚の全厚について測定するものとし、JIS G 0552の規定に準拠して圧延方向断面および圧延方向と直角方向断面について測定し、各組成相ごとにそれらの平均値で表示するものとする。

【0025】平均結晶粒径が5.0 μm 以下の微細ベイナイトを主相として80%以上の分率で含む組織とすることにより、伸びフランジ加工性が向上する。なお、さらに高い伸びフランジ加工性が要求されるときには、主相であるベイナイトの平均結晶粒径は3.0 μm 以下とするのが好ましい。なお、主相であるベイナイトの平均結晶粒径を5.0 μm 以下、好ましくは3.0 μm 以下とするためには、すでに述べたMn、Ti等の合金元素を適量含有するとともに、後述する熱間圧延条件、焼鈍、および焼鈍後冷却条件を適正に制御することが必要である。

【0026】上記した組成の溶鋼を転炉、電気炉等の通常公知の溶製方法で溶製し、連続鋳造法でスラブ等の鋼

(5)

素材とするのが望ましい。なお、連続鋳造法に代えて、造塊法、薄スラブ鋳造法などとしてもよいのはいうまでもない。この鋼素材に熱間圧延を施し熱延板とする。熱間圧延は、鋼素材を、一旦、室温まで冷却したのち再加熱して圧延するか、あるいは室温まで冷却せず温片のまま加熱炉に装入して加熱したのち圧延する直送圧延、あるいは、わずかの保熱を行ったのち直ちに圧延する直接圧延としてもよい。また、薄スラブ連続鋳造法のような、連続鋳造されたスラブを直接熱間圧延してもよい。

10 【0027】鋼素材の再加熱温度：1050~1250℃

再加熱する場合には、初期オーステナイト粒を微細化するために、1250℃以下、より好ましくは1200℃以下、1050℃以上に加熱する。また、直送圧延する場合も、1250℃以下1050℃以上の温度としたのち圧延を開始するのが動的再結晶を促進するために好ましい。1250℃を超える温度では、その後の圧延において結晶粒が粗大化し、動的再結晶が生じにくくなる。なお、仕上げ圧延温度を確保するために、加熱温度は1050℃以上とする。

20 【0028】動的再結晶温度低温域での圧延：圧下パス4パス以上、累積圧下量60%以上、最終圧下率15~30%
本発明における熱間圧延は、動的再結晶温度低温域での圧下パスを4パス以上、動的再結晶温度低温域での累積圧下量を60%以上とし、かつ動的再結晶温度低温域での最終圧下率を15~30%、仕上げ圧延終了温度FDTを850~950℃とする圧延とする。これにより、オーステナイト粒の微細化と均一化が達成される。

30 【0029】本発明でいう動的再結晶低温域温度は、温度、歪が独立して制御できる測定装置（例えば、富士電機波工機製「加工フォーマスター」）により、圧延条件をシミュレーションすることにより得られる歪-応力の関係から予め測定した動的再結晶温度より決定するものとする。動的再結晶温度は、鋼組成、加熱温度、圧下率、圧下配分等で変化するが、850~1100℃の温度範囲内で、通常250~100℃の幅で存在するといわれている。なお、動的再結晶域の温度幅は、1パス当たりの圧下率が高いほど、拡大する。ところで、組織微細化の点からは、動的再結晶域のできるだけ低い温度域での圧延が、結晶粒微細化に有利である。本発明では、動的再結晶低温域を、動的再結晶域の下限温度近傍の温度域、すなわち（動的再結晶域の下限温度）+100℃以下とする。

40 【0030】動的再結晶低温域で繰り返し圧下を施すことにより、オーステナイト粒が微細化され、しかも比較的低温で動的再結晶を起こさせる回数が多くなるほどオーステナイト粒の微細化が進行するため、少なくとも4パス以上で、しかも連続する4パス以上で圧下するのが好ましい。4パス未満では、オーステナイト粒の微細化の程度が小さい。

50 【0031】また、動的再結晶低温域での圧下率は、動的再結晶が生ずる範囲であれば特に限定されるものではないが、動的再結晶低温域での最終圧下を除き、1パス

当たり 4～20%、好ましくは 20%未満とするのが望ましい。1パス当たりの圧下率が 4%未満では、動的再結晶が生じない。一方、1パス当たりの圧下率が 20%を超えると、機械的特性、とくに伸びの異方性が高くなる。なお、動的再結晶低温域での累積圧下量は 60%以上とする。累積圧下量が 60%未満では、オーステナイト粒の微細化の程度が小さく、その後のフェライト粒の微細化を達成できにくくなる。

【0032】また、本発明では、動的再結晶低温域での最終圧下は、圧下率 15～30%とする。圧下率が 15%未満では、圧下による微細化の効果は少なく、一方、30%を超えても微細化の増加程度は少なく、却って動的再結晶の不均一によるオーステナイト粒径の不均一が生じ、結晶粒が微細・均一化しにくくなり、材質異方性が増大する。

【0033】仕上げ圧延終了温度 FDT: 850～950℃ 本発明では、仕上げ圧延終了温度 FDT を 850～950℃ の範囲の温度とする。FDT が 850℃ 未満では、圧延の変形抵抗が大きく、また組織の不均一がおこりやすく層状組織となり、加工性が低下する。一方、950℃を超えると、その後の冷却で粒成長が生じ、均一微細な組織が得られない。

【0034】熱間圧延終了後の冷却開始: 0.5 秒以内 熱間圧延終了後、0.5 秒以内に冷却を開始し、30℃/s 以上の冷却速度で冷却する。圧延後放冷すると、最終的に得られる熱延板の組織が粗大化する。本発明では、熱延板の平均結晶粒径は 4.0 μm 未満とすることが、冷延板の主相であるベイナイトの平均結晶粒径を 5.0 μm 以下とするために必要である。熱延板の平均結晶粒径を 4.0 μm 未満とするためには、熱間圧延後 0.5 秒以内に強制冷却を施す必要がある。冷却開始が 0.5 秒を超えると、結晶粒が粗大化し熱延板の平均結晶粒径が 4.0 μm 以上となる。

【0035】熱間圧延終了後の冷却速度: 30℃/s 以上 熱間圧延終了後の冷却速度は 30℃/s 以上とする。冷却速度が 30℃/s 未満では、圧延終了後、結晶粒が成長し、平均結晶粒径が 4.0 μm 未満の熱延板が得られない。

巻取り温度: 350～550℃

冷却された熱延板は、直ちにコイルに巻き取るのが好ましい。巻取温度は、350～550℃とする。巻取り温度が 350℃未満では、硬質なマルテンサイト相が生成し、冷間圧延時の負荷荷重が増大し、圧延性が低下する。また、巻取り温度が 550℃を超えると、TiC が粗大化して強度増加量が少なくなるとともに、均一な組織が得られなくなり、冷延焼鈍後の特性が低下する。なお、好ましくは 400～500℃である。

【0036】このように、鋼素材の組成を適正に調整し、かつ動的再結晶温度低温域で適正な条件で熱間圧延し、圧延終了直後に急冷することにより、平均結晶粒径

が 4.0 μm 未満の非常に微細でかつ均一な組織を有する熱延板が得られる。熱延板が、平均結晶粒径 4.0 μm 未満の組織を有することにより、冷延焼鈍後の伸びフランジ加工性が向上する。

【0037】ここで、冷延焼鈍板の穴抜き加工性におよぼす熱延板の平均結晶粒径の影響を示す実験結果について説明する。0.081% C-0.17% Si-3.04% Mn-0.014% P-0.0014% S-0.027% Al-0.148% Ti 系の鋼素材に、加熱温度 1080～1300℃、動的再結晶温度低温域で 5パス、動的再結晶温度低温域での合計圧下率 80%、動的再結晶温度低温域での最終パス圧下率 20%、仕上げ圧延温度 FDT 900℃、とする熱間圧延を施して、熱延終了後 0.3 秒以内に冷却開始し、冷却速度 10～100℃/s、巻取り温度 400℃として熱延板とした。そのときの熱延板の平均結晶粒径と冷延焼鈍板の穴抜き試験における穴抜き率 λ との関係を図 1 に示す。なお、熱延板には、圧下率 50% の冷間圧延、焼鈍温度 800℃ (Ac3 変態点: 780℃) の冷延焼鈍、および焼鈍後冷却速度 50℃/s、急冷冷却停止温度 300℃とする冷間圧延-焼鈍を施し、冷延焼鈍板とした。熱延板の平均結晶粒径が 4.0 μm 未満で、穴抜き率 λ が大きくなることがわかる。

【0038】このような熱延板は、ついで、通常の方法で酸洗を施されたのち、冷間圧延を施され、冷延板とされる。冷延焼鈍板の組織の微細化の観点からは、冷間圧延の圧下率は、40%以上とするのが好ましい。冷間圧延前の熱延板の結晶粒を微細化し、組織を均一化することにより、冷間圧延における圧延歪が均一に鋼板中に導入され、その後の焼鈍における再結晶、相変態過程により、極めて均一で微細な組織を得ることができる。

【0039】冷延板の焼鈍温度: (Ac3 変態点)～(Ac3 変態点+100℃)

冷延板の焼鈍は、連続焼鈍とし、(Ac3 変態点)～(Ac3 変態点+100℃) の範囲の焼鈍温度で行う。焼鈍温度をこのように狭い範囲に高度に制御することにより、結晶粒の粗大化を阻止することができ、均一で微細な組織を有する冷延焼鈍板となる。焼鈍温度が Ac3 変態点未満では、冷延組織の影響が残りバンド状組織となり目的とする特性が得られない。一方、(Ac3 変態点+100℃)を超えると、炭化物の粗大化、および結晶粒の急激な粗大化が生じ、均一微細な組織が得られなくなり、所望の特性が得られない。

【0040】ここで、冷延焼鈍板の穴抜き加工性におよぼす冷延焼鈍温度の影響を示す実験結果について説明する。0.081% C-0.17% Si-3.04% Mn-0.014% P-0.0014% S-0.027% Al-0.148% Ti 系の鋼素材に、加熱温度 1180℃、動的再結晶温度低温域で 5パス、動的再結晶温度低温域での累積圧下量 81%、動的再結晶温度低温域での最終パス圧下率 19%、仕上げ圧延温度 FDT 896℃、とする熱間圧延を施して、熱延終了後 0.3 秒以内に冷却開始し、冷却速度 68℃/s、巻取り温度 476℃とし



11

て、平均結晶粒径 $4.0\ \mu\text{m}$ 未満の熱延板とし、ついで、圧下率50%の冷間圧延、焼鈍温度 $750\sim 921\ ^\circ\text{C}$ の冷延焼鈍、および焼鈍後冷却速度 $43^\circ\text{C}/\text{s}$ 、急冷冷却停止温度 $336\ ^\circ\text{C}$ とする冷間圧延—焼鈍を施した。そのときの冷延板の焼鈍温度と冷延焼鈍板の穴抜け試験における穴抜け率 λ との関係を図2に示す。冷延板の焼鈍温度を A_{c3} 変態点($=780\ ^\circ\text{C}$)直上から(A_{c3} 変態点 $+100\ ^\circ\text{C}$)の範囲とすることにより穴抜け率 λ が大きくなることがわかる。

【0041】冷延板は、ついで焼鈍温度から急冷される。

急冷： $40^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上 $100\ ^\circ\text{C}/\text{s}$ 未満の冷却速度で $200\sim 400\ ^\circ\text{C}$ の温度域まで冷延板は、焼鈍温度から $40^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上 $100\ ^\circ\text{C}/\text{s}$ 未満の冷却速度で $200\sim 400^\circ\text{C}$ の急冷停止温度域まで急冷処理を施される。冷却速度が $40^\circ\text{C}/\text{s}$ 未満では、結晶粒の粗大化や、軟質なフェライト相が多量生成し、 780MPa 以上の引張強さが得られないうえ、局所的な強度差が大きくなって割れの起点が多くなり伸びフランジ加工性が低下する。一方、冷却速度が $100\ ^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上では、ベイナイト相が硬質化するため、延性、加工性が低下する。また、本発明では、急冷を $400\ ^\circ\text{C}$ 以下 $200\ ^\circ\text{C}$ 以上の急冷停止温度域まで連続的に実施する。急冷停止温度が $400\ ^\circ\text{C}$ より高い温度では、パーライト相などの軟質相が生成し、低温変態相との強度差が大きくなり、伸びフランジ加工性が低下する。また、 780MPa 以上の引張強さが得られない。一方、急冷停止温度が $200\ ^\circ\text{C}$ 未満では、硬質なマルテンサイト相が生成し、加工性が低下する。

【0042】このように、鋼素材成分の調整と、熱間圧延条件、冷延後焼鈍条件の適正化により、ベイナイトを主相とする均一で微細な組織の冷延鋼板を得ることができ、引張強さ 780MPa 以上で、強度—伸びバランス $TS\times EI$ が $19000\text{MPa}\%$ 以上、強度—穴抜け率バランス $TS\times \lambda$ が $74000\text{MPa}\%$ 以上、と高い、加工性に優れた高強度冷延鋼板となる。

【0043】

【実施例】(実施例1)表1に示す組成を有する溶鋼を、連続鋳造法により 260mm 厚のスラブ(鋼素材)とし

(7)



特開2001-220647

12

た。これらスラブを室温まで冷却したのち、表2に示す条件で再加熱し、表2に示す条件で熱間圧延、圧延後冷却を行って熱延板(板厚 $2.4\ \text{mm}$)とした。ついで、これら熱延板に酸洗、および表2に示す冷間圧下率で冷間圧延を施し冷延板(板厚 1.2mm)とした。その後、これら冷延板に表2に示す温度で焼鈍を施し、焼鈍後、表2の条件で急冷した。

【0044】得られた冷延焼鈍板について、組織試験、引張試験、穴抜け試験を実施した。なお、熱延板の平均結晶粒径についても測定した。試験方法を、下記に示す。

(1)組織試験

各熱延板および冷延焼鈍板の圧延方向および圧延方向と直角方向から試験片を採取し、圧延方向断面、圧延方向と直角方向断面の組織を光学顕微鏡あるいは電子顕微鏡で観察、撮像して、画像解析により各相の分率および各相の結晶粒径を測定した。結晶粒径の測定は、圧延方向断面および圧延方向と直角方向断面で板厚の全厚について、JIS G 0552の規定に準拠して測定し、それらの平均値で表した。

(2)引張試験

各冷延焼鈍板の圧延方向に直角方向(C方向)からJIS 5号引張試験片を採取し、引張特性(降伏応力 YS 、引張強さ TS 、伸び $E1$)を調査した。

(3)穴抜け試験

日本鉄鋼連盟規格JFST 1001に準じて、各冷延焼鈍板から採取した試験片(板厚 $\times 100\times 100\ \text{mm}$)に、 $d_o=10\ \text{mm}\phi$ の穴を打ち抜き、ついで頂角 60° の円錐ポンチをカエリ側(剪断面に「かえり」のある側)の反対側から挿入して穴を抜ける成形を行い、亀裂が板厚を貫通したときの穴径 $d\ (\text{mm})$ を求め、穴抜け率 λ を計算した。なお、穴抜け率 λ は、

$$\lambda(\%) = \{(d - d_o) / d_o\} \times 100$$

で定義される。

【0045】これらの結果を表3に示す。

【0046】

【表1】

【表1】

鋼 No	化 学 成 分 (質量%)										Ac ₃
	C	Si	Mn	P	S	Ti	Al	Cr, Ni, Cu, Mo, V, Zr, B	Nb	Ca, REM	℃
A	0.081	0.17	3.04	0.014	0.0014	0.148	0.027	—	—	—	781
B	0.079	0.18	2.98	0.015	0.0006	0.131	0.021	—	0.03	—	784
C	0.085	0.15	2.87	0.010	0.0011	0.128	0.024	—	—	Ca:0.0023	782
D	0.081	0.12	2.95	0.014	0.0018	0.135	0.022	Zr:0.05	—	—	781
E	0.078	0.13	2.98	0.014	0.0017	0.142	0.034	Cu:0.2	—	—	782
F	0.085	0.14	3.11	0.012	0.0005	0.125	0.029	Ni:0.2	—	—	774
G	0.084	0.11	3.24	0.013	0.0016	0.138	0.020	Mo:0.3	—	—	770
H	0.081	0.13	3.22	0.015	0.0020	0.146	0.022	B:0.0010	—	—	774
I	0.082	0.12	2.88	0.009	0.0020	0.139	0.028	—	—	REM:0.003	779
J	0.076	0.14	3.21	0.013	0.0011	0.147	0.038	V:0.05	—	—	775
K	0.215	0.15	3.21	0.012	0.0009	0.145	0.021	—	—	—	737
L	0.081	0.21	0.54	0.012	0.0016	0.138	0.037	—	—	—	856
M	0.085	0.21	3.01	0.013	0.0064	0.129	0.045	—	—	—	781
N	0.081	0.22	3.12	0.010	0.0038	0.012	0.036	—	—	—	778
O	0.085	0.19	3.15	0.012	0.0018	0.135	0.045	Cu:0.3, Mo:0.2, Zr:0.05	—	—	791
P	0.084	0.25	3.14	0.012	0.0015	0.146	0.039	Cr:0.2, Ni:0.2	0.009	Ca:0.0015	790

【0047】

【表2】

【0048】

【表2-1】

鋼板 No	スラブ 加熱 温度 ℃	熱 間 圧 延 条 件										冷 延		冷延焼鈍条件	
		動的再結晶 温度低領域 ℃	動的再結晶低温度域での圧下			仕上 板厚 mm	冷却 開始 時間 sec	冷却 速度 ℃/s	巻取り 温 度 ℃	圧下 率 %	仕上 板厚 mm	焼鈍 温度 ℃	冷却 速度 ℃/s	冷却 停止 温度 ℃	
			バ数	合計 圧下率 %	最終パス 圧下率 %										
1	1070	950 ~ 1050	5	80	18	2.4	0.3	75	470	50	1.2	805	55	336	
2	1090	950 ~ 1050	5	80	18	2.4	0.3	75	470	50	1.2	810	55	336	
3	1110	950 ~ 1050	5	80	18	2.4	0.3	75	470	50	1.2	815	55	336	
4	1130	950 ~ 1050	5	80	18	2.4	0.3	75	470	50	1.2	810	55	336	
5	1090	950 ~ 1050	5	80	18	2.4	0.3	75	470	50	1.2	820	55	336	
6	1095	950 ~ 1050	5	80	18	2.4	0.3	75	650	50	1.2	810	55	336	
7	1095	950 ~ 1050	5	80	18	2.4	0.3	15	470	50	1.2	800	55	336	
8	1095	950 ~ 1050	5	80	18	2.4	1.5	75	470	50	1.2	805	55	336	
9	1300	950 ~ 1050	5	80	18	2.4	0.3	75	470	50	1.2	805	55	336	
10	1100	970 ~ 1070	5	80	18	2.4	0.2	85	450	50	1.2	800	55	336	
11	1110	965 ~ 1065	5	80	18	2.4	0.2	85	450	50	1.2	800	55	336	
12	1110	945 ~ 1045	5	80	18	2.4	0.2	85	450	50	1.2	800	55	336	
13	1120	940 ~ 1040	5	80	18	2.4	0.2	85	430	50	1.2	800	55	336	
14	1120	920 ~ 1020	5	80	18	2.4	0.2	85	430	50	1.2	800	55	336	
15	1110	960 ~ 1060	5	80	18	2.4	0.2	85	430	50	1.2	800	55	336	
16	1110	950 ~ 1050	5	80	18	2.4	0.2	85	470	50	1.2	800	55	336	
17	1120	950 ~ 1050	5	80	18	2.4	0.2	85	470	50	1.2	800	55	336	
18	1120	950 ~ 1050	5	80	18	2.4	0.2	85	470	50	1.2	800	55	336	
19	1120	950 ~ 1050	5	80	18	2.4	0.2	85	470	50	1.2	800	55	336	
20	1120	950 ~ 1050	5	80	18	2.4	0.2	85	470	50	1.2	800	55	336	

【表3】

【表2-2】

鋼板 No	スラブ 加熱 温度 ℃	熱間圧延条件						冷延		冷延焼鈍条件		
		動的再結晶 温度低温度域 ℃	動的再結晶低温度域での圧下			仕上 板厚 mm	仕上圧延 終了温度 FDT ℃	圧下 率 %	仕上 板厚 mm	焼鈍 温度 ℃	冷却 速度 ℃/s	冷却 停止 温度 ℃
			パス数	合計 圧下率 %	最終パス 圧下率 %							
21	M 1110	950~1050	5	80	18	2.4	920	50	1.2	800	55	336
22	N 1110	950~1050	5	80	18	2.4	920	50	1.2	800	55	336
23	O 1100	950~1050	5	80	18	2.4	920	50	1.2	800	55	336
24	P 1100	950~1050	5	80	18	2.4	920	50	1.2	800	55	336
25	A 1080	950~1050	5	79	19	2.4	897	50	1.2	800	55	336
26	1350	950~1050	5	78	18	2.4	883	50	1.2	811	85	215
27	1126	950~1050	2	82	18	2.4	876	50	1.2	813	55	360
28	1134	950~1050	5	40	18	2.4	891	50	1.2	842	45	345
29	1058	950~1050	5	83	7	2.4	845	50	1.2	821	57	280
30	1143	950~1050	5	81	22	2.4	911	50	1.2	834	78	219
31	1095	950~1050	5	81	17	2.4	886	50	1.2	826	47	384
32	1095	950~1050	5	81	17	2.4	896	50	1.2	804	56	352
33	1095	950~1050	5	81	17	2.4	896	50	1.2	750	43	336
34	1115	950~1050	5	81	17	2.4	896	50	1.2	782	43	336
35	1115	950~1050	5	81	17	2.4	896	50	1.2	789	43	390
36	1095	950~1050	5	81	17	2.4	896	50	1.2	805	43	336
37	1115	950~1050	5	81	17	2.4	896	50	1.2	845	43	336
38	1115	950~1050	5	81	17	2.4	896	50	1.2	875	43	336
39	1115	950~1050	5	81	17	2.4	896	50	1.2	905	43	336
40	1124	950~1050	5	78	18	2.4	970	50	1.2	921	43	336
										834	20	295

【0049】

【表4】

【表2-3】

鋼板 No	スラブ 加熱 温度 ℃	熱 間 圧 延 条 件										冷 延		冷延焼鈍条件	
		動的再結晶 温度低領域 ℃	板数	動的再結晶低温度域での圧下		仕上圧延 終了温度 F D T ℃	仕上 板厚 mm	冷却 開始 時間 sec	冷却 速度 ℃/s	巻取り 温 度 ℃	圧下 率 %	仕上 板厚 mm	焼鈍 温度 ℃	冷却 速度 ℃/s	冷却 停止 温度 ℃
				合計 圧下率 %	最終パス 圧下率 %										
41 A	1134	950～1050	5	80	15	892	2.4	0.4	55	392	50	1.2	822	67	450
42 B	1150	970～1070	5	78	18	928	2.4	0.2	85	412	50	1.2	804	54	302
43 C	1245	965～1065	5	80	18	933	2.4	0.3	83	405	50	1.2	815	53	323
44 D	1110	945～1045	5	81	18	914	2.4	0.3	83	422	50	1.2	843	56	345
45 E	1113	940～1040	5	80	18	905	2.4	0.2	85	413	50	1.2	816	55	289
46 F	1077	920～1020	5	80	19	921	2.4	0.3	85	432	50	1.2	805	55	276
47 G	1143	960～1060	5	83	18	917	2.4	0.3	85	449	50	1.2	811	55	303
48 H	1100	950～1050	5	83	16	905	2.4	0.3	84	390	50	1.2	807	57	333
49 I	1145	950～1050	5	78	16	890	2.4	0.3	85	415	50	1.2	803	58	305
50 J	1167	950～1050	5	80	18	893	2.4	0.3	84	433	50	1.2	804	58	308
51 K	1120	950～1050	5	80	18	874	2.4	0.2	85	411	50	1.2	809	55	297
52 L	1146	950～1050	5	79	17	920	2.4	0.3	82	456	50	1.2	832	55	294
53 M	1157	950～1050	5	80	18	913	2.4	0.3	85	444	50	1.2	804	53	288
54 N	1040	950～1050	5	80	18	922	2.4	0.3	85	432	50	1.2	822	55	305
55 O	1080	950～1050	5	80	18	920	2.4	0.3	85	450	50	1.2	800	55	360
56 P	1080	950～1050	5	80	18	910	2.4	0.3	85	470	50	1.2	805	55	380

【表5】

【0050】

【表3-1】

鋼板 No	鋼 No	熱延板	冷延焼鈍板組織				引張特性				穴拡張加工性		備考
		平均 粒径	ベイナイト		副相		降伏 点 YS	引張 強さ TS	伸び El	TS×El	λ	TS×λ	
			平均 粒径 μm	面積率 %	種類	面積 率 %							
1	A	1.7	2.6	90	F	10	596	795	26	20670	118	93810	本発明例
2		1.5	2.7	90	F	10	611	789	28	22092	107	84423	本発明例
3		2.6	2.8	90	F	10	685	781	27	21087	95	74195	本発明例
4		2.9	2.8	90	F	10	632	783	25	19575	105	82215	本発明例
5		3.8	2.9	90	F	10	584	787	25	19675	95	74765	本発明例
6		4.5	6.2	90	F	10	647	785	25	19625	72	56520	比較例
7		5.2	5.9	93	F	7	563	788	29	22852	58	45704	比較例
8		8.5	6.5	93	F	7	655	782	28	21896	62	48484	比較例
9		9.8	12.3	95	F	5	687	785	27	21195	55	43175	比較例
10	B	2.1	2.8	85	F	15	741	988	21	20748	100	98800	本発明例
11	C	1.8	2.8	90	F	10	759	1012	21	21252	98	99176	本発明例
12	D	1.9	2.7	90	F	10	638	850	24	20400	112	95200	本発明例
13	E	2.3	2.8	90	F	10	800	1067	20	21340	94	100298	本発明例
14	F	2.2	2.9	90	F	10	611	815	25	20375	116	94540	本発明例
15	G	2.7	2.8	90	F	10	629	839	25	20975	113	94807	本発明例
16	H	2.6	2.8	90	F	10	659	879	24	21096	109	95811	本発明例
17	I	2.6	2.8	90	F	10	749	998	21	20958	99	98802	本発明例
18	J	2.3	2.8	90	F	10	767	1023	21	21483	97	99231	本発明例
19	K	3.5	4.6	90	F	10	603	804	12	9648	45	36180	比較例
20	L	2.4	3.1	65	F	35	717	956	28	26768	36	34416	比較例

P: パーライト、M: マルテンサイト、F: フェライト

【0051】

【表6】

【表3-2】

鋼板 No	鋼 No	熱延板	冷延焼鈍板組織				引張特性				穴拡げ加工性		備考
		平均粒径 μm	ベイナイト		副相		降伏点 YS MPa	引張強さ TS MPa	伸び El %	TS×El MPa %	λ %	TS×λ MPa %	
			平均粒径 μm	面積率 %	種類	面積率 %							
21	M	3.7	4.8	85	F	15	738	984	21	20664	25	24600	比較例
22	N	7.5	8.1	85	F	15	748	997	21	20937	42	41874	比較例
23	O	2.8	2.6	90	F	10	765	1090	20	21800	77	83930	本発明例
24	P	2.9	2.5	90	F	10	789	1110	19	21090	75	83250	本発明例
25	A	2.5	2.8	90	M	10	817	1203	18	21654	77	92631	本発明例
26		10.8	12.5	90	F	10	640	1032	20	20640	45	46440	比較例
27		15.5	16.3	90	F	10	786	1154	18	20772	38	43852	比較例
28		12.3	14.1	90	F	10	764	1120	19	21280	42	47040	比較例
29		7.5	8.5	90	F	10	801	1187	18	21366	45	53415	比較例
30		13.7	14.2	90	F	10	1102	1380	15	22080	38	52440	比較例
31		16.2	16.5	90	F	10	554	928	22	20416	42	38976	比較例
32		3.4	5.2	65	F	35	586	975	21	20475	55	53625	比較例
33		3.4	2.8	90	F	10	586	995	20	19900	91	90545	本発明例
34		3.4	2.8	87	P	13	586	1011	21	21231	94	95034	本発明例
35		3.4	2.6	85	F	15	586	1021	22	22462	93	94953	本発明例
36		3.4	2.7	90	F	10	586	1035	23	23805	95	98325	本発明例
37		3.4	2.9	95	F	5	586	1040	20	20800	92	95680	本発明例
38		3.4	6.8	100	—	—	586	1055	18	18990	65	68575	比較例
39		3.4	7.2	100	—	—	586	1080	15	16200	55	59400	比較例
40		6.8	8.4	70	F	30	980	1051	20	21020	27	28377	比較例

P: パーライト、M: マルテンサイト、F: フェライト

【0052】

【表7】

【表3-3】

鋼板 No	鋼 No	熱延板	冷延焼鈍板組織				引張特性				穴上げ加工性		備考
		平均 粒径 μm	ベイナイト		副相		降伏 点 YS MPa	引張 強さ TS MPa	伸び El %	TS×El MPa %	λ %	TS×λ MPa %	
			平均 粒径 μm	面積率 %	種類	面積率 %							
41	A	2.5	4.6	70	P	30	563	805	26	20930	31	24955	比較例
42	B	2.2	2.6	85	F	15	747	996	21	20916	89	88644	本発明例
43	C	3.7	2.8	85	F	15	738	984	21	20664	90	88560	本発明例
44	D	2.6	2.6	90	F	10	729	972	22	21384	91	88452	本発明例
45	E	2.1	2.5	86	F	14	831	1108	19	21052	82	90856	本発明例
46	F	2.8	2.6	88	F	12	786	1048	20	20960	86	90128	本発明例
47	G	3.2	2.8	85	F	15	741	988	21	20748	90	88920	本発明例
48	H	2.5	2.5	85	F	15	747	996	21	20916	89	88644	本発明例
49	I	2.4	2.8	85	F	15	813	1084	20	21680	83	89972	本発明例
50	J	3.1	2.9	85	F	15	792	1056	20	21120	85	89760	本発明例
51	K	2.2	2.8	88	F	12	921	1228	17	20876	45	55260	比較例
52	L	2.8	4.1	70	F	30	723	964	22	21208	35	33740	比較例
53	M	2.7	2.9	86	F	14	788	1050	20	21000	22	23100	比較例
54	N	6.6	8.5	88	F	12	735	980	21	20580	41	40180	比較例
55	O	3.3	2.8	82	F	18	746	1115	20	22300	67	74705	本発明例
56	P	3.5	2.9	86	P	14	734	1080	21	22680	69	74520	本発明例

P：パーライト、M：マルテンサイト、F：フェライト

【0053】本発明例の鋼板は、いずれも平均結晶粒径が $5.0\mu\text{m}$ 以下の微細ベイナイトを主相として面積率で2080%以上含む組織を有し、780MPa以上の引張強さと、TS×El値が19000 MPa %以上、TS× λ 値が74000MPa%以上の、優れた強度－伸びバランス、強度－穴上げ率バランスを有し、とくに伸びフランジ加工性に優れた高強度冷延鋼板となっている。

【0054】これに対し、本発明の範囲を外れる比較例では、引張強さTSが低いか、あるいはTS×El値、TS× λ 値が低くなって、加工性が劣化している。本発明範囲を満足する冷延鋼板（本発明例）と本発明範囲を外れる冷延鋼板（比較例）について、穴上げ率 λ と引張強さとの30関係を図3に示す。本発明範囲を満足する冷延鋼板は、いずれの強度においても高い λ 値を示しており、伸びフ

ランジ加工性に優れていることがわかる。

【0055】

【発明の効果】本発明によれば、平均結晶粒径 $5.0\mu\text{m}$ 以下の微細結晶粒と引張強さ780MPa以上の高強度を具備し、かつ強度－伸びバランス、強度－穴上げ率バランスに優れた、加工性に優れた高強度冷延鋼板を安価に製造でき、産業上の格段の効果を奏する。

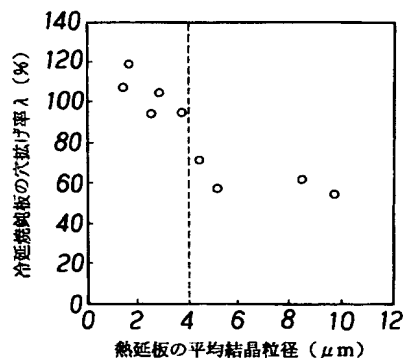
【図面の簡単な説明】

【図1】冷延焼鈍板の穴上げ率 λ と熱延板の結晶粒径との関係を示すグラフである。

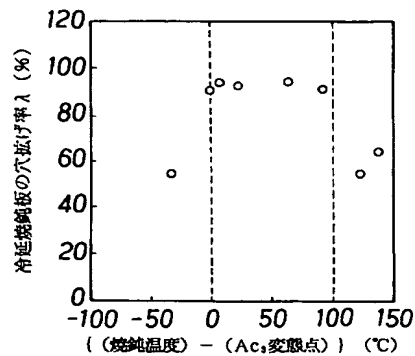
【図2】冷延焼鈍板の穴上げ率 λ と冷延板の焼鈍温度との関係を示すグラフである。

【図3】冷延焼鈍板の穴上げ率 λ と引張強さTSとの関係を示すグラフである。

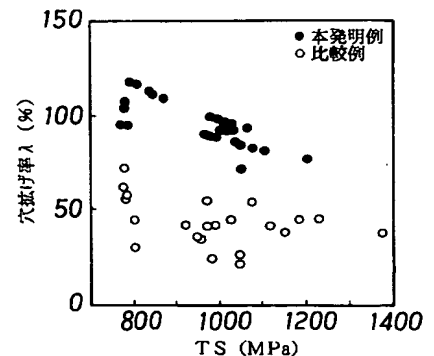
【図1】



【図2】



【図3】



フロントページの続き

(72)発明者 古君 修

千葉県千葉市中央区川崎町 1 番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内

F ターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA09

EA11 EA13 EA15 EA16 EA17

EA19 EA20 EA23 EA25 EA27

EA28 EA31 EA32 EA35 EA36

EB05 EB07 EB11 FA02 FA03

FB05 FC04 FD04 FE01 FH01

FJ05 FJ06 FK03 JA02 JA06